

[First Hit](#) [Previous Doc](#) [Next Doc](#) [Go to Doc#](#)
End of Result Set

[Generate Collection](#)[Print](#)

L3: Entry 8 of 8

File: JPAB

Mar 5, 1981

PUB-NO: JP356023229A

DOCUMENT-IDENTIFIER: JP 56023229 A

TITLE: PRODUCTION OF HIGH TENSILE COLD-ROLLED STEEL PLATE OF GOOD DRAWABILITY AND FORMABILITY

PUBN-DATE: March 5, 1981

INVENTOR-INFORMATION:

NAME

COUNTRY

TAKAHASHI, MASASHI

OKAMOTO, ATSUKI

US-CL-CURRENT: 148/333; 148/652

INT-CL (IPC): C21D 9/46; C21D 1/32; C22C 38/18

ABSTRACT:

PURPOSE: To produce a high tensile cold-rolled steel plate of superior drawability and shapeability after continuous annealing by adding suitable amounts of C, Mn, Cr, sol. Al, N, etc. to a steel material and subjecting the same to box annealing under the specific conditions prior to continuous annealing after rolling.

CONSTITUTION: The steel material contg. 0.005~0.04% C, <0.20 Si, >0.20% Mn, <1.8% Cr, 0.01~0.10% sol. Al, 0.0015~0.0150% N and of such a composition at which the value of Mn+Cr becomes 0.8~2.5%, is hot or cold rolled to a sheet. Next, it is subjected to box annealing at 40°C/hr temp. elevating rate and 40°C/hr cooling rate, for 16 hours soaking time at 660~780°C soaking temp. After this is cooled, it is subjected to continuous annealing of 20°C/sec temp. raising rate and $\geq 650^\circ\text{C}$ soaking temp. for a short time of about 1 minute, thence it is quenched. This yields the high tensile cold-rolled steel plate of superior drawability and shapeability for automotive bodies.

COPYRIGHT: (C)1981,JPO&Japio

[Previous Doc](#) [Next Doc](#) [Go to Doc#](#)

⑫ 公開特許公報 (A)

昭56—23229

⑤ Int. Cl.³
C 21 D 9/46
// C 21 D 1/32
C 22 C 38/18

識別記号

C B B

庁内整理番号

7047—4K

7217—4K

6339—4K

⑬ 公開 昭和56年(1981)3月5日

発明の数 1
審査請求 未請求

(全 4 頁)

⑭ 絞り性ならびに形状性の良好な高張力冷延鋼
板の製造方法

⑮ 特 願 昭54—98507

⑯ 出 願 昭54(1979)7月31日

⑰ 発 明 者 高橋政司

尼崎市西長洲本通1丁目3番地
住友金属工業株式会社中央技術

研究所内

⑱ 発 明 者 岡本篤樹

尼崎市西長洲本通1丁目3番地
住友金属工業株式会社中央技術
研究所内

⑲ 出 願 人 住友金属工業株式会社

大阪市東区北浜5丁目15番地

⑳ 代 理 人 弁理士 生形元重

明 細 書

1. 発明の名称

絞り性ならびに形状性の良好な高張力冷延
鋼板の製造方法

2. 特許請求の範囲

(1) C 0.005~0.04%, Si 0.20%以下、Mn
0.20%以上、Cr 1.5%以下、S 0.001
~0.01%, N 0.0015~0.0150%を含有
し、かつ Mn%+Cr%=0.8~2.5%であつて、
残部実質的にFeよりなる鋼を、熱間圧延お
よび冷間圧延した後、640~780℃で箱
焼鈍し、冷却後650℃以上の加熱帯をもつ
連続焼鈍炉にて短時間加熱して急速冷却する
ことを特徴とする絞り性ならびに形状性の良
好な高張力冷延鋼板の製造方法

3. 発明の詳細な説明

この発明は、絞り性ならびに形状性の良好な
高張力冷延鋼板の製造方法に関する。

近時、自動車の燃費向上を図るため車体を軽
量化しようとする機運が高まり、これに伴い車

体パネルの高強度化が要求されるようになった。

もとより、車体パネル用のようにきびしいプレ
ス加工が施される鋼板は、絞り性と形状性に優れ
ていなければならないから、車体パネルの高強度
化には、パネル用鋼板として、絞り性、形状性と
ともに良好で、しかも高強度を備える鋼板が必要と
される。

しかるに従来、これらの特性を兼ね備える鋼板
は見当たらない。すなわち、絞り性は引張試験にお
けるr値(フランクフォード値)を指標としてその
値が高い程良好とされ、一般にr値は引張強度が
上昇すると低下する傾向がある。また形状性につ
いては、降伏強度Y.S.と降伏比が低い程良くな
るが、この性質も通常は引張強度が増すと降伏強
度が上昇することによつて劣化する。実際の鋼を
例にとると、一般のフェライト+パーライト組織
をもつ高張力鋼板では、r値は1.0前後と低く、
しかも降伏比が0.65~0.85と大きいため、当
然Y.S.が高くなり、絞り性、形状性がともに悪
い。

最近になつて、冷間圧延後連続焼鈍する方法で、フェライト地中にマルテンサイトを細かく分散させた鋼板が開発された。冷延鋼板をフェライト(Ⅷ) + オーステナイト(Ⅶ)二相共存温度に加熱しその後急冷することにより、 γ 相をマルテンサイトに変態させたものである。この鋼板は、マルテンサイトが転位の発生源となり比較的容易に一樣な変形が得られるので降伏が早く、 σ_{60} 以下の低い降伏比が確保され、従つて高張力にも拘らず良好な形状性が得られる特性をもつ。しかしながら r 値には改善がみられず、前記のフェライト+パーライト組織と同程度の r 以下と低い値に止まる。それにこの鋼板は、マルテンサイトを得るために多量のMnまたはSiの添加を必要とするから、コスト高で実用性に乏しい。従つて、低いコストで高 r 値、低降伏比の高張力鋼板が得られる方法の開発が望まれていた。

この要請に応えるため本発明者らは、前記フェライト+マルテンサイト組織の鋼に磨目し、その長所を生かししかも r 値を高める方法について種

- 3 -

この再結晶集合組織はその後連続焼鈍を行なつても、こわれることがなく、 r 値の向上に寄与するのである。

他方、鋼中にC、Mn及びCrがあると、前記箱焼鈍の均熱過程において鋼板が $660 \sim 780^\circ\text{C}$ に加熱された場合、そのとき存在する γ 相中へC、Mn及びCr原子が著しく偏析する。この γ 相は、箱焼鈍の冷却、すなわち速度の遅い冷却では、マルテンサイト相よりむしろパーライト相に変態してしまふ可能性が大きい。その後連続焼鈍で加熱されると、再び γ 相に戻り、連続焼鈍の急速冷却によつて、最終的にはマルテンサイト相となり、低降伏比のフェライト+マルテンサイトの組織が得られる。

本発明の方法は、 γ 相中へのCrとMnの偏析を利用しているので、鋼中平均CrおよびMn量が少なくてもすみ、従つて低コストであり、同時に前記 r 値の上昇を阻害するようなことがない。しかも、C量が一般 $0.04 \sim 0.08\%$ より低いので、安定した特性値をもつ鋼板が得られる。本発明の方法

- 5 -

々実験、研究の結果、素材鋼中にC、Mn、Cr、

So δ .Al、Nを適量添加し、かつ冷延後連続焼鈍に先立つて特定の条件で箱焼鈍を行うことにより、連続焼鈍後、所望の特性を備える冷延鋼板を得ることに成功した。

すなわち本発明は、C $0.005 \sim 0.04\%$ 、Si 0.20% 以下、Mn 0.2% 以上、Cr 1.8% 以下、So δ .Al $0.01 \sim 0.10\%$ 、N $0.0015 \sim 0.0150\%$ を含有し、かつMn% + Cr% = $0.8 \sim 2.5\%$ であつて、残部実質的にFeよりなる鋼を、熱間圧延および冷間圧延した後、 $660 \sim 780^\circ\text{C}$ で箱焼鈍し、冷却後 650°C 以上の加熱帯をもつ連続焼鈍炉にて短時間加熱して急速冷却することと特徴とする絞り性、形状性ともに良好な冷延鋼板の製造方法を要旨とする。この方法に従えば、 r 値 1.2 以上、降伏比 0.60 以下の高張力冷延鋼板を製造することができる。

So δ .AlとNを適量含有する冷延鋼板を箱焼鈍すると、その昇温過程でAlNが析出し、 r 値を高める上で好ましい再結晶集合組織が形成される。

- 4 -

はまた、最終工程で連続焼鈍が行われるから、鋼板中に固溶Cが残存し、その結果塗装焼付によつて硬化するという、車体パネル用鋼板の高強度化にとつて極めて都合のよい性質も同時に確保される利点を有している。なお、本発明における連続焼鈍は、一般冷延鋼板用のラインまたは溶融亜鉛メッキラインの何れにおいても行うことができる。

次に本発明における鋼成分並びに焼鈍条件の限定理由について述べる。

Cは、マルテンサイトの形成に寄与するもので、 0.005% 以上の含有が必要であるが、 0.04% を越えるとマルテンサイトが多量に形成される虞れがあり、均一な特性を得難い。

Si量は低い方が好ましく、 0.2% を越える含有は冷延後の鋼板表面性状を悪化させる。

MnとCrは、鋼板の機械的性質に及ぼす効果が同等であるから、Cr量 + Mn量の総量で規制する。マルテンサイトを形成させ降伏比を低下させるため、Mn量 + Cr量は 0.8% 以上必要であるが、反面 2.5% を越えると r 値を低下させるので好まし

- 6 -

くない。

この場合、Mnは 0.2% 以上にしないと熱間脆性の危険がある。また、Crは必ずしも添加する必要はなく、鋼板の化成処理性を劣化させるので 1.8% を越えない方がよい。

So₈.Alは、AlNの析出によつてr値を向上させるために $0.01\sim0.10\%$ の添加を要す。

同じくNも高r値を確保するために 0.0015 以上添加しなければならないが、 0.015% を越えると伸びの低下が著しい。

箱焼鈍の均熱温度については、 $660\sim780^{\circ}\text{C}$ の範囲で低降伏比が得られ、この温度以外では低くても或いは高くても降伏比の上昇を来す。

また連続焼鈍では 650°C 以上に加熱しないと、 γ 相が形成されず、マルテンサイトが得られない。

次に本発明の実施例について説明する。

実施例1

第1表に示す成分の鋼(A)(B)を転炉で溶製し、スラブとした。このスラブを加熱温度 1220°C 、仕上温度 860°C 、巻取温度 560°C で熱間圧延

- 7 -

して 3.2mm 厚の鋼板を得た。これを酸洗後、通常の冷間圧延により 0.8mm 厚とし、次いで昇温速度 40°C/hr 、冷却速度 40°C/hr 、均熱時間 16hr にて、均熱温度を $600\sim750^{\circ}\text{C}$ の間で種々に変化させて箱焼鈍を行なつた。雰囲気は H_2+N_2 の混合ガスとした。その後、昇温速度 20°C/sec 、均熱 750°C 、 1min 、冷却速度 10°C/sec で連続焼鈍を施した。

第1表 (単位: %)

鋼	C	Si	Mn	Cr	P	So ₈ .Al	N	Mn+Cr
A	0.020	0.04	1.26	0.02	0.011	0.044	0.0033	1.28
B	0.016	0.08	0.61	0.53	0.016	0.059	0.0039	1.14

連続焼鈍後の冷延鋼板からJIS5号試験片を採取し、引張試験を行なつた。

結果を、箱焼鈍温度の、降伏比及びr値に対する影響として捉え、第1図に示す。

箱焼鈍温度 $660\sim780^{\circ}\text{C}$ の範囲では、r値 1.2 以上、降伏比 0.60 以下の良好な成績が得られている。

- 8 -

実施例2

C $0.01\sim0.03\%$ 、So₈.Al $0.03\sim0.08\%$ 、N $0.003\sim0.008\%$ 、P $0.010\sim0.020\%$ 、Si $0.01\sim0.09\%$ を含有し、更にMnを $0.1\sim2.3\%$ 、Crを $0.01\sim2.0\%$ の範囲で変化させて添加した鋼を溶製し、実施例1と同様の条件で 0.8mm 厚の冷延鋼板に仕上げた後、昇温速度 40°C/hr 、均熱温度 700°C 、均熱時間 16hr で、雰囲気は H_2+N_2 として箱焼鈍し、次いで実施例1と同様の連続焼鈍を施した。

その後、鋼板からJIS5号試験片を採り、引張試験を行なつた。

第2図は、その結果を示しており、Mn量、Cr量の、降伏比及びr値に対する影響を表したものである。

同図では、Mn量+Cr量が $0.8\sim2.5\%$ の範囲においてr値 1.20 以上、降伏比 0.60 以下の特性が確保されることを示している。またMnが 0.2% 未満では、熱間圧延割れが発生し易く、Crが 1.8% を越えると化成処理性が悪化することが判

- 9 -

る。

実施例3

第2表に示す成分の鋼(C)(D)を溶製し、実施例1と同様にして 0.8mm 厚の冷延鋼板を得た。次いで実施例2と同条件の箱焼鈍を施した後、連続焼鈍の均熱温度を $730\sim780^{\circ}\text{C}$ の間で変化させ、かつ均熱時間を $30\sim90$ 秒の範囲で変化させて連続焼鈍を行つた。

第2表 (単位: %)

鋼	C	Si	Mn	Cr	P	So ₈ .Al	N	Mn+Cr
C	0.021	0.06	1.32	0.06	0.013	0.062	0.0051	1.38
D	0.055	0.08	1.40	0.02	0.010	0.051	0.0048	1.42

連続焼鈍後の鋼板について、実施例1、2同様、引張試験を実施した。

第3表に結果を示す。

第3表

鋼	降伏応力(%)	引張強度(%)	降伏比	r値
C	17~22	42~45	0.39~0.52	1.5~1.8
D	17~27	42~49	0.39~0.61	1.3~1.7

- 10 -

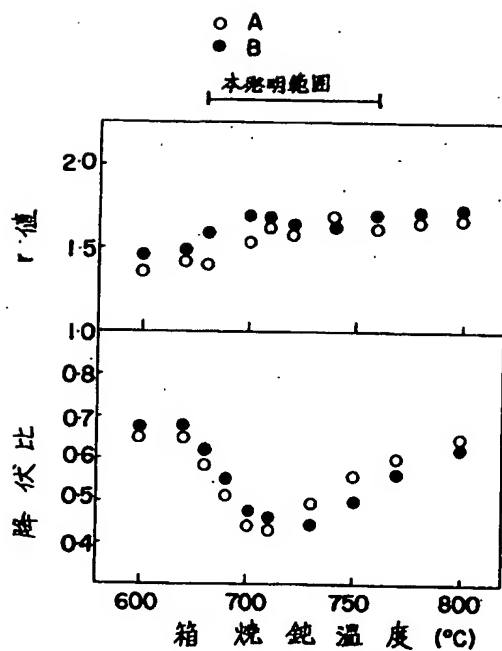
C量が本発明範囲から外れて高い鋼(D)に較べ、本発明範囲の成分をもつ鋼(C)は、各特性値のばらつきが小さく、本発明によると、鋼板の品質が安定することが判る。

図面の簡単な説明

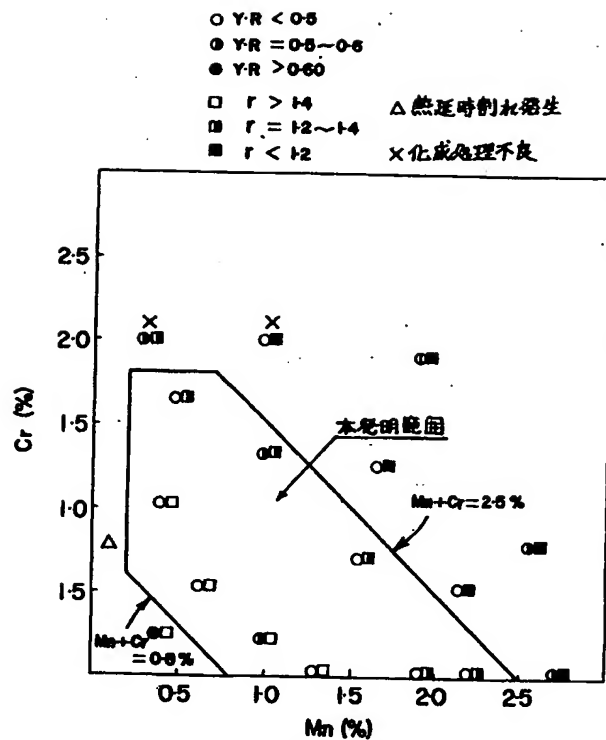
第1図は供試鋼板の箱焼鈍温度と降伏比及びr値の関係を示す図表である。第2図は供試鋼板のMn量、Cr量と降伏比及びr値の関係を示す図表である。

出願人 住友金属工業株式会社

代理人 弁理士 生 形 元 重



第 1 図



第 2 図